

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Image Problem Mailbox.**

WEST

Generate Collection

Print

L5: Entry 8 of 10

File: JPAB

Oct 5, 1993

PUB-NO: JP405255749A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 05255749 A

TITLE: PRODUCTION OF SEAMLESS STEEL TUBE HAVING HIGH STRENGTH AND HIGH TOUGHNESS AND EXCELLENT IN SSC RESISTANCE

PUBN-DATE: October 5, 1993

INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

YAGI, AKIRA

ASAHI, HITOSHI

UENO, MASAKATSU

SATO, HISAMI

US-CL-CURRENT: 148/593

INT-CL (IPC): C21D 8/10; C22C 38/00; C22C 38/14; C22C 38/54

ABSTRACT:

PURPOSE: To produce a seamless steel tube having high strength and high toughness and excellent in SSC resistance by subjecting a billet of a steel having a specific composition containing Ti and Nb to specific hot piercing continuous rolling and then to respectively specified hardening treatment and tempering treatment.

CONSTITUTION: A billet of a steel having a composition which consists of, by weight, 0.03-0.35% C, 0.01-0.5% Si, 0.15-2.5% Mn, ≤0.01% S, ≤0.02% P, 0.005-0.1% Al, 0.005-0.1% Ti, 0.005-0.1% Nb, ≤0.01% N, and the balance essentially Fe and where prescribed amounts of Cr, Mo, Ni, V, B, etc., are further added, if necessary, is heated up to ≥1200°C and subjected to hot piercing continuous rolling. At this time, in the course of rolling, the billet is subjected to forced cooling down to 1100-900°C and then to rolling at ≥15% reduction of area of wall thickness. Subsequently, the resulting tube stock whose temp. is dropped down to a temp. between 850°C and the Ar1 point is heated up to 900-1000°C and subjected to hot finish rolling at ≥(Ar3 point + 50°C) finishing temp. The resulting finished steel tube is subjected to quenching treatment from ≥Ar3 and then heated up to ≥Ac1 and cooled to undergo tempering treatment.

COPYRIGHT: (C)1993,JPO&Japio

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平5-255749

(43)公開日 平成5年(1993)10月5日

(51)IntCl ⁵	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 8/10		B 7412-4K		
// C 2 2 C 38/00	3 0 1 A			
38/14				
38/54				

審査請求 未請求 請求項の数4(全 8 頁)

(21)出願番号 特願平4-5876

(22)出願日 平成4年(1992)1月16日

(71)出願人 000006855

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 八木 明

福岡県北九州市戸畑区飛幡町1番1号 新

日本製鐵株式会社八幡製鐵所内

(72)発明者 朝日 均

福岡県北九州市戸畑区飛幡町1番1号 新

日本製鐵株式会社八幡製鐵所内

(72)発明者 上野 正勝

福岡県北九州市戸畑区飛幡町1番1号 新

日本製鐵株式会社八幡製鐵所内

(74)代理人 弁理士 田村 弘明 (外1名)

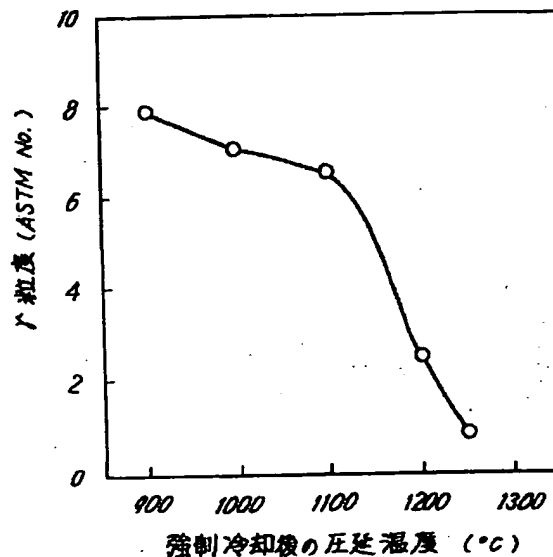
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 耐SSC性の優れた高強度高靱性シームレス鋼管の製造法

(57)【要約】

【目的】 本発明は、熱延シームレス材のオーステナイト結晶粒コントロール技術により、直接焼入処理で耐SSC性の優れた高強度高靱性シームレス鋼管を提供する。

【構成】 直接焼入処理の障害となっていた圧延中のオーステナイト粒の粗大化を抑制する製造法を考案した。0.005~0.1%Tiを添加し熱間圧延途中に1100~900℃まで強制冷却し、その後肉厚断面減少率で15%以上の熱間連続圧延を行い再結晶オーステナイト粒の粗大化を防止する。さらに、0.005~0.1%Nb添加により圧延後段の再加熱炉で起こるオーステナイト粒の異常粗大化を防止し直接焼入・焼戻処理を行う。



1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%として、

C : 0.03~0.35%、

Si : 0.01~0.5%、

Mn : 0.15~2.5%、

S : 0.01%以下、

P : 0.02%以下、

Al : 0.005~0.1%、

Ti : 0.005~0.1%、

Nb : 0.005~0.1%、

N : 0.01%以下

を含有して残部が実質的にFeからなる鋼片を1200℃以上に加熱した後熱間穿孔連続圧延し、その途中で1100℃~900℃まで強制冷却し、その後肉厚断面減少率で15%以上の熱間連続圧延を行ない、850℃~Ar₁点の温度まで降下した中空素管を該温度より高い900~1000℃に加熱後、仕上温度がAr₃点+50℃以上の熱間仕上圧延を施して得られた仕上鋼管を、Ar₃点以上の温度から急冷する焼入処理を施し、続いてAc₁点以下の温度に加熱して冷却する焼戻処理を施すことを特徴とする耐SSC性の優れた高強度高靱性シームレス鋼管の製造法。

【請求項2】 重量%として、

C : 0.03~0.35%、

Si : 0.01~0.5%、

Mn : 0.15~2.5%、

S : 0.01%以下、

P : 0.02%以下、

Al : 0.005~0.1%、

Ti : 0.005~0.1%、

Nb : 0.005~0.1%、

N : 0.01%以下を含有し、

さらに

Cr : 0.1~1.5%、

Mo : 0.05~0.4%、

Ni : 0.1~2.0%、

V : 0.01~0.1%、

B : 0.0003~0.0033%の1種または2種以上

を含有して残部が実質的にFeからなる鋼片を1200℃以上に加熱した後、熱間穿孔連続圧延し、その途中で1100℃~900℃まで強制冷却し、その後肉厚断面減少率で15%以上の熱間連続圧延を行ない、850℃~Ar₁点の温度まで降下した中空素管を該温度より高い900~1000℃に加熱後、仕上温度がAr₃点+50℃以上の熱間仕上圧延を施して得られた仕上鋼管を、Ar₃点以上の温度から急冷する焼入処理を施し、続いてAc₁点以下の温度に加熱して冷却する焼戻処理を施すことを特徴とする耐SSC性の優れた高強度高靱性シームレス鋼管の製造法。

2

【請求項3】 重量%として、

C : 0.03~0.35%、

Si : 0.01~0.5%、

Mn : 0.15~2.5%、

S : 0.01%以下、

P : 0.02%以下、

Al : 0.005~0.1%、

Ti : 0.005~0.1%、

Nb : 0.005~0.1%、

10 N : 0.01%以下を含有し、

さらに

希土類元素 : 0.001~0.05%、

Ca : 0.001~0.02%、

Co : 0.05~0.5%、

Cu : 0.1~0.5%の1種または2種以上

を含有して残部が実質的にFeからなる鋼片を1200℃以上に加熱した後、熱間穿孔連続圧延し、その途中で1100℃~900℃まで強制冷却し、その後肉厚断面減少率で15%以上の熱間連続圧延を行ない、850℃~Ar₁点の温度まで降下した中空素管を該温度より高い900~1000℃に加熱後、仕上温度がAr₃点+50℃以上の熱間仕上圧延を施して得られた仕上鋼管を、Ar₃点以上の温度から急冷する焼入処理を施し、続いてAc₁点以下の温度に加熱して冷却する焼戻処理を施すことを特徴とする耐SSC性の優れた高強度高靱性シームレス鋼管の製造法。

【請求項4】 重量%として、

C : 0.03~0.35%、

Si : 0.01~0.5%、

30 Mn : 0.15~2.5%、

S : 0.01%以下、

P : 0.02%以下、

Al : 0.005~0.1%、

Ti : 0.005~0.1%、

Nb : 0.005~0.1%、

N : 0.01%以下を含有し、

さらに

Cr : 0.1~1.5%、

Mo : 0.05~0.4%、

40 Ni : 0.1~2.0%、

V : 0.01~0.1%、

B : 0.0003~0.0033%の1種または2種以上と、

希土類元素 : 0.001~0.05%、

Ca : 0.001~0.02%、

Co : 0.05~0.5%、

Cu : 0.1~0.5%の1種または2種以上

を含有して残部が実質的にFeからなる鋼片を1200℃以上に加熱した後、熱間穿孔連続圧延し、その途中で1100℃~900℃まで強制冷却し、その後肉厚断面

50

減少率で15%以上の熱間連続圧延を行ない、850℃～Ar₁点の温度まで降下した中空素管を該温度より高い900～1000℃に加熱後、仕上温度がAr₃点+50℃以上の熱間仕上圧延を施して得られた仕上鋼管を、Ar₃点以上の温度から急冷する焼入処理を施し、続いてAc₁点以下の温度に加熱して冷却する焼戻処理を施すことを特徴とする耐SSC性の優れた高強度高靱性シームレス鋼管の製造法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、耐SSC性の優れた高強度高靱性シームレス鋼管の製造法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】近年、エネルギー資源としてのガス井、油井開発はH₂S濃度の高い環境で且つ極北、高深度化する傾向にあり、開発機材として使用されるシームレス鋼管に対しては、耐水素割れ性、高靱性（-60℃保証）、高強度（X65以上、C95グレード以上）を兼ね備えた性質が要求される。従来より、このような諸特性を同時に満足するにはASTM No. 6以下の結晶粒度では困難であることが本発明者等によって確かめられている。

【0003】一方、熱間シームレスの圧延工程は、鍛造鋼片の穿孔、延伸、サイジング工程に大きく分けられるが、成形性および表面品位の確保のため通常1100℃以上の高温域で大部分の加工を行なわれる。よって、再結晶後の粒成長は著しく、結晶粒度はASTM No. 6以下の粗粒となり、又ばらつきも大きくなる。すなわち、近年の油井開発用機材として要求される特性を満足するには、ASTM No. 6以上の微細化組織を安定して得る必要があるが、ASTM No. 6以上の耐SSC性の優れた高強度高靱性鋼管を得るには熱間圧延ままの状態では不十分であるため、例えば特開昭52-77813号公報では熱間粗圧延した中空素管を強制的に一旦鋼の温度をAr₁点以下に下げて再度オーステナイト化し引続き行う仕上圧延後に焼入-焼戻するか、或いは通常の仕上圧延後に再加熱焼入-焼戻処理する必要があるが、

【0004】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、上記のような方法はいずれにおいても熱効率上の問題のほかに製造工程が煩雑となる欠点があった。一方、従来の熱間シームレスでは、圧延ままで近年の油井開発に要求される特性を満足できる性質を付与できる必要条件である結晶粒度ASTM No. 6以上が得られないため、直接焼入処理等の省工程で耐SSC性の優れた高強度高靱性シームレス鋼管が得られない問題があった。

【0005】本発明は、このような問題を解消する高強度高靱性シームレス鋼管の提供を目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、多くの実験を行い検討した結果、鋼成分、熱間圧延条件を制御することによって耐SSC性の優れた高強度高靱性鋼管が製造されることを知見した。本発明は、この知見に基づいて構成したもので、その要旨は、重量%として

C : 0.03～0.35%、 Si : 0.01～0.5%、

Mn : 0.15～2.5%、 S : 0.01

10 %以下、

P : 0.02%以下、 Al : 0.005～0.1%、

Ti : 0.005～0.1%、 Nb : 0.005～0.1%、

N : 0.01%以下を含有し、

さらに必要によっては

Cr : 0.1～1.5%、 Mo : 0.05～0.4%、

Ni : 0.1～2.0%、 V : 0.01～0.1%、

B : 0.0003～0.0033%の1種または2種以上と、

希土類元素 : 0.001～0.05%、 Ca : 0.001～0.02%、

Co : 0.05～0.5%、 Cu : 0.1～0.5%、

Cr : 0.1～1.5%、 Ni : 0.1～2.0%の1種または2種以上

を含有して残部が実質的にFeからなる鋼片を1200℃以上に加熱した後、熱間穿孔連続圧延し、その途中で1100℃～900℃まで強制冷却し、その後肉厚断面減少率で15%以上の熱間連続圧延を行ない、850℃～Ar₁点の温度まで降下した中空素管を該温度より高い900～1000℃に加熱後、仕上温度がAr₃点+50℃以上の熱間仕上圧延を施して得られた仕上鋼管を、Ar₃点以上の温度から急冷する焼入処理を施し、続いてAc₁点以下の温度に加熱して冷却する焼戻処理を施す耐SSC性の優れた高強度高靱性シームレス鋼管の製造法である。

40 【0007】

【作用】以下本発明の製造法について詳細に説明する。まず、本発明において上記のような鋼成分に限定した理由について説明する。Cは、焼入効果を増して強度を高め降伏点30～80kgf/㎠の高張力鋼を安定して得るためおよび細粒化を図るため重要である。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎると焼割れの誘発および溶接性を低下する原因となるためそれぞれ0.03～0.35%とした。

【0008】Mnは、焼入効果を増して強度を高め高張力鋼を安定して得るためおよび細粒化を図るため重要で

ある。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎると特に降伏点60kgf/mm²以上の高張力鋼の耐SSC性の低下を来すため0.15~2.5%とした。Siは、脱酸剤が残存したもので強度を高める有効な成分である。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎると介在物を増加して鋼の性質を脆化するため0.01~0.5%とした。

【0009】Pは、粒界偏析を起こして加工の懸き裂を生じ易く有害な成分としてその含有量を0.02%以下とした。SはMnS系介在物を形成して熱間圧延で延伸し低温靱性に有害な成分としてその含有量を0.02%以下とした。

【0010】Alは、Siと同様脱酸剤が残存したもので、鋼中の不純物成分として含まれるNと結合して結晶粒の成長を抑えて鋼の遷移温度を低下させて低温靱性を改善する。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎると介在物を増加して鋼の性質を脆化するため0.005~0.1%とした。

【0011】Ti、Nbは、何れもシームレス圧延中の結晶粒径の制御元素として本発明の成分の中で最も重要な元素である。Tiは、鋼中の不純物成分として含まれるNと結合して、熱間穿孔圧延中の結晶粒抑制および熱間連続圧延途中に1100℃~900℃まで強制冷却しその後行う熱間圧延中の結晶粒の成長を抑え耐SSC性、低温靱性を高めると共に、脱酸、脱窒の作用からBによる焼入性を発揮させ強度を高める。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎるとTiCを析出して鋼を脆化し、また介在物を増加し鋼の性質を脆化するため0.005~0.1%とした。一方、Nbは熱間穿孔連続圧延終了後の結晶粒径を制御する。熱間穿孔連続圧延終了後850℃~Ar₁点の温度まで降下した該素管を該温度より高い900~1000℃に加熱した場合の γ 粒は、再結晶により γ 粒粗大化温度が著しく低下し通常の再加熱温度（最終仕上圧延後に焼入処理を行うために必要とされる再加熱温度）では異常粗大化する。Nbは、このような圧延履歴を持った γ 粒の異常粗大化を抑制する重要な元素である。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎてもその効果が飽和し、しかも非常に高価であるため0.005~0.1%とした。

【0012】上記の成分組成の鋼でさらに鋼の強度を高める場合Cr、Mo、Ni、V等の成分を必要に応じて選択的に添加する。Cr、Mo、Ni、Vは、鋼の焼入性を増して、強度を高めるために添加するものである。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎてもその効果が飽和し、しかも非常に高価であるためそれぞれ0.01~1.5%、0.05~0.4%、0.1~2.0%、0.01~0.1%とした。Bは、焼入性を著しく向上せしめて強度を高める。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎても効果は変わらず、靱性や熱間加工性を劣化させるので0.0003~0.003%とした。

【0013】さらに本発明は、近年のシームレス鋼管の

使用環境を鑑み上記の成分組成で構成される鋼のSSCを改善するために希土類元素やCa、Co、Cu等の成分を必要に応じて選択的に添加する。希土類元素、Caは、介在物の形態を球状化させて無害化する有効な成分である。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎると介在物を増加して耐SSC性を低下させるのでそれぞれ0.001~0.05%、0.001~0.02%とした。Co、Cuは、鋼中への水素侵入抑制効果があり耐SSC性に有効に働く。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎるとその効果が飽和するためそれぞれ0.05~0.5%、0.1~0.5%とした。

【0014】次に熱間押込連続圧延の最終過程の圧延条件を上記のように限定した理由について説明する。上記のような成分組成の鋼は転炉、電気炉等の溶解炉であるいはさらに真空脱ガス処理を経て溶製され、連続鋳造法または造塊分塊法で鋼片を製造する。鋼片は、直ちにありは一旦冷却された後1200℃以上の温度に加熱する。加熱温度は、熱間穿孔連続圧延の前にほとんどのC、Cr、V、Ti等を固溶させておくために十分高くしておかねばならない。この温度は本発明の成分範囲内であれば1200℃以上の温度で全て固溶し、また熱間成形加工能率上なら支障を生じないのでその加熱温度は1200℃以上とした。

【0015】高温に加熱された鋼片は熱間穿孔圧延機に搬送される。穿孔圧延が行なわれた素管は、その後熱間連続圧延途中に強制冷却し、目標の外径、肉厚に圧延されて中空素管に粗成形するがこの間の圧延温度が1100~900℃以上では圧延後の再結晶粒は著しく成長するため目的とする微細粒は得られない。図1は熱間連続圧延後の再結晶 γ 粒度に及ぼす強制冷却後の圧延温度の影響を示したものである。図から明らかなように熱間連続圧延後の再結晶 γ 粒度は、圧延温度が1100℃以上では再結晶粒の著しい成長が起こりASTM No. 1~2程度となる。したがって、強制冷却後の温度は1100℃以下が必要である。また、圧延温度が900℃以下になると圧延負荷の増大により鋼管の成形性が著しく低下し目標の外径、肉厚が得られにくくなる。よって、熱間連続圧延途中1100~900℃間に強制冷却する必要がある。強制冷却後の圧下量は小さいと細粒化効果がなくなるため15%以上とした。

【0016】熱間穿孔連続圧延終了後850℃~Ar₁点の温度まで降下した該素管は、該温度より高い900~1000℃に再加熱して仕上温度がAr₃点+50℃以上の熱間仕上圧延を施し、このようにして得られた仕上鋼管を、Ar₃点以上の温度から急冷する焼入処理を施す。

【0017】このような処理においてNbは重要な役割を果たす。図2はこの圧延で製造された鋼管の直接焼入処理後のオーステナイト（以下、 γ と記す。）粒度に及ぼすNbの影響を示したものであり、Nb添加量により

7

γ 粒が著しく細粒になることがわかる。すなわち結晶粒制御元素としてTiを添加し1100℃～900℃間での圧延で微細 γ 粒を得ても、直接焼入処理後の γ 粒度は、Nbが添加されないか添加量0.005%以下では著しく粗粒化しASTM No. 1程度の γ 粒度となる。Nbを0.005～0.1%添加すると粒成長は抑制される。このようなNbの影響については、本発明者らの推測によると、Nbが添加されないか添加量0.005%以下では現状の熱間穿孔連続圧延工程でやむをえず該素管の温度が850℃～ A_{r1} 点に降温し、その後該温度より高い900～1000℃に再加熱されると、熱間穿孔連続圧延工程での最終過程が比較的低い温度で小圧下の条件の下では特定の γ 粒が周辺の γ 粒へ粒界移動を起こし更に優先成長し粗大化組織となることが考えられる。Nb0.005%以上の添加は、このような圧延履歴を持った γ 粒の成長粗大化を抑制する重要な働きをする。すなわち、Nbは熱間穿孔連続圧延後の冷却時およびその後の再加熱時にNbCとして析出し γ 粒の粗大化を抑制し細粒 γ が得るための重要な効果を発揮することを知見した。なお850℃～ A_{r1} 点の温度に降下した中空素管を900～1000℃に加熱するのは900℃以下では熱間最終仕上圧延後の焼入温度が確保できずまた1000℃以上では鋼表面に多量の酸化スケールが生

8

じ鋼管の形状精度の確保に悪影響を及ぼすためである。また、熱間最終仕上温度についてもあまり低くなると高強度を得るために必要とされる焼入時の完全 γ の状態が確保できないため A_{r3} 点+50℃とした。焼入処理開始温度は、十分な焼入組織を確保し必要とする強度を得るため A_{r3} 点以上とした。焼入時の冷却速度は特に限定しないが空冷より速い速度とする。焼戻温度は、強度および靱性の安定化を確保する必要から A_{c1} 点以下とした。その加熱方法については特に限定しない。

10 【0018】以上のような製造条件により、粗大 γ 粒を含むことなく耐SSC性の優れた高強度高靱性シームレス鋼管を得ることができる。

【0019】

【実施例】次に本発明の実施例について説明する。転炉で溶製し連続鋳造を経て製造された鋼片を熱間穿孔圧延した後、熱間連続圧延し、その途中に強制冷却し、圧延後再加熱してから熱間最終仕上圧延を行い、直接焼入-焼戻した鋼管を製造した。表1にこの鋼管の強度、靱性、 γ 粒度および耐SSC性を示す。尚、耐SSC性はNACE TM01-77に従って定荷重方式により σ_{th} (Threshold Stress) を求めて評価した。

【0020】

【表1】

表1-1

製造 工程	圧延条件 記号-連続圧延-スリ 圧延-DQ-1	鋼種 No.	化 学 成 分 (wt%)																
			C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	Cr	Ni	V	Ti	Nb	B	Co	Ca	Cu	H
本 発 明	熱間穿孔連続圧延の 強制冷却速度: 1050℃ 強制冷却後の圧下量: 45% 再加熱開始温度: 850℃ 再加熱温度: 980℃	1	.04	.27	.70	.011	.005	.033	.40	.00	.00	.00	.006	.007	.0000	.000	.012	.00	.0045
		2	.10	.22	.64	.013	.001	.023	.05	.00	.00	.00	.008	.012	.0000	.013	.000	.00	.0046
		3	.25	.21	.55	.013	.001	.022	.00	.24	.00	.00	.011	.011	.0000	.000	.000	.17	.00
		4	.33	.40	.54	.012	.002	.024	.12	.97	.00	.00	.030	.012	.0012	.000	.000	.00	.36
		5	.10	.41	1.43	.013	.001	.024	.00	.23	.50	.00	.022	.037	.0008	.000	.000	.00	.0052
		6	.10	.37	1.18	.014	.001	.023	.00	.24	.90	.00	.023	.036	.0006	.000	.000	.00	.0057
		7	.13	.10	2.05	.014	.002	.026	.00	.20	.00	.06	.023	.046	.0005	.000	.000	.00	.0067
		8	.11	.18	2.50	.014	.001	.025	.00	.24	.00	.06	.022	.039	.0005	.020	.000	.00	.0023
		9	.06	.27	.20	.011	.005	.033	.40	.80	.00	.00	.006	.007	.0000	.000	.000	.00	.0045
		10	.10	.22	.24	.013	.001	.023	.03	.00	.00	.00	.028	.012	.0000	.000	.000	.00	.0046
従 来 法	熱間穿孔連続圧延の 強制冷却速度: 950℃ 強制冷却後の圧下量: 18% 再加熱開始温度: 750℃ 再加熱温度: 930℃	11	.25	.21	.25	.013	.001	.022	.00	.24	.00	.00	.031	.011	.0000	.000	.000	.00	.0073
		12	.33	.40	.24	.012	.002	.024	.37	.97	.00	.00	.060	.012	.0012	.000	.000	.00	.0036
		13	.10	.021	1.43	.013	.001	.024	.00	.23	.50	.00	.022	.037	.0008	.000	.000	.00	.0052
		14	.10	.17	1.58	.014	.001	.023	.00	.24	.90	.00	.023	.036	.0006	.000	.000	.00	.0057
		15	.13	.10	2.05	.014	.002	.026	.00	.20	.00	.06	.023	.046	.0005	.000	.000	.00	.0067
		16	.11	.18	2.50	.014	.001	.025	.00	.24	.00	.06	.022	.039	.0005	.020	.000	.00	.0023
		21	.13	.21	1.30	.011	.003	.031	.10	.00	.00	.00	.001	.002	.0008	.000	.000	.00	.0049
		22	.12	.22	1.65	.015	.001	.027	.00	.00	.00	.00	.004	.003	.0009	.000	.000	.00	.0043
		23	.10	.11	1.53	.015	.001	.028	.00	.00	.00	.00	.000	.000	.0008	.000	.000	.00	.0046
		24	.11	.20	1.44	.015	.001	.021	.14	.06	.00	.00	.001	.000	.0007	.000	.000	.00	.0045
従 来 法	熱間穿孔連続圧延の 強制冷却: なし 再加熱開始温度: 800℃ 再加熱温度: 950℃	25	.28	.10	0.33	.014	.004	.011	.13	.00	.00	.00	.001	.000	.0015	.000	.000	.00	.0054
		26	.29	.22	0.65	.014	.001	.017	.00	.00	.00	.000	.000	.0011	.000	.000	.00	.0055	
		27	.28	.21	0.54	.014	.002	.019	.00	.24	.00	.00	.001	.000	.0014	.000	.000	.00	.0044
		28	.29	.20	0.57	.014	.003	.022	.14	.00	.00	.00	.000	.000	.0012	.000	.000	.00	.0044

* 再加熱後の仕上圧延温度は、全て $A_{r3} + 50^\circ\text{C}$ 以上で行なった。* 焼戻温度は、全て $600^\circ\text{C} \sim 700^\circ\text{C}$ の A_{c1} 以下で行なった。

製造工程	圧延条件 圧延-DQ-T	鋼種 No.	YS (kgf/mm ²)	vTrs (°C)	粒度 (ASTM No.)	Rs (σ _{th} /YS)
本発明法	圧延-DQ-T	1	32.5	-80	8.4	0.95
	熱間穿孔連統圧延の50°C	2	33.7	-80	8.4	0.95
	穿孔冷却後の11量	3	33.7	-80	8.4	0.95
	強制冷却後の850°C	4	33.7	-80	8.4	0.95
	強制冷却後の850°C	5	33.7	-80	8.4	0.95
	強制冷却後の850°C	6	33.7	-80	8.4	0.95
	強制冷却後の850°C	7	33.7	-80	8.4	0.95
	強制冷却後の850°C	8	33.7	-80	8.4	0.95
	強制冷却後の850°C	9	33.7	-80	8.4	0.95
	強制冷却後の850°C	10	33.7	-80	8.4	0.95
従来法	圧延-DQ-T	11	33.7	-80	8.4	0.95
	熱間穿孔連統圧延の50°C	12	33.7	-80	8.4	0.95
	穿孔冷却後の11量	13	33.7	-80	8.4	0.95
	強制冷却後の850°C	14	33.7	-80	8.4	0.95
	強制冷却後の850°C	15	33.7	-80	8.4	0.95
	強制冷却後の850°C	16	33.7	-80	8.4	0.95
	強制冷却後の850°C	17	33.7	-80	8.4	0.95
	強制冷却後の850°C	18	33.7	-80	8.4	0.95
	強制冷却後の850°C	19	33.7	-80	8.4	0.95
	強制冷却後の850°C	20	33.7	-80	8.4	0.95

*再加熱後の仕上圧延温度は、全てA₁+50°C以上で行なった。
 **焼戻温度は、全て800°C~700°CのA_{c1}以下で行なった。

【0022】本発明によって製造された鋼管は、高強度を有しかつ従来法に比しγ粒度は微細であり高靱性が得られ耐SSC性はσ_{th}で0.2σ_y以上向上することがわかる。

【0023】

【発明の効果】上記のような本発明法によって製造された鋼管は、高強度を有しさらに細粒であるため低温靱性*

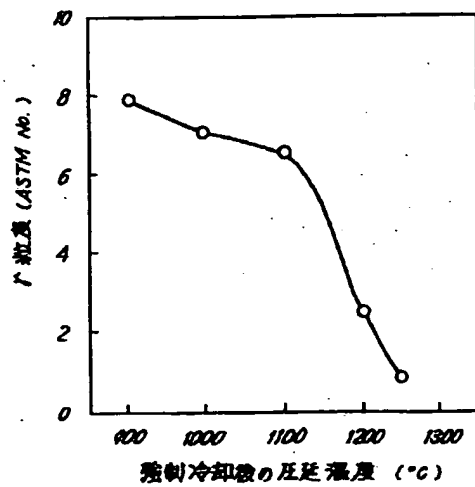
*および耐SSC性が優れ、極北の寒冷地や硫化物応力腐食環境において使用するのに極めて好適である。

【図面の簡単な説明】

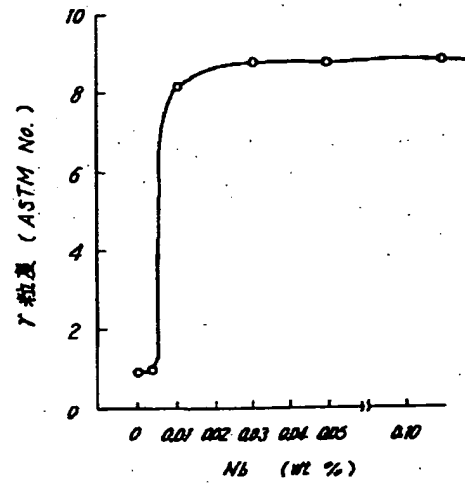
【図1】熱間穿孔連統圧延後のγ粒度に及ぼす強制冷却後の圧延温度の影響を示す。

【図2】直接焼入処理後のγ粒度に及ぼすNb量の影響を示す。

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(72)発明者 佐藤 久美
福岡県北九州市戸畑区飛幡町1番1号 新
日本製鐵株式会社八幡製鐵所内